

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 05-059527

(43)Date of publication of application : 09.03.1993

(51)Int.Cl.

C23C 8/22

C21D 6/00

C22C 38/00

C22C 38/54

(21)Application number : 03-240623

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 27.08.1991

(72)Inventor : MURAI NOBUHIRO

(54) PRODUCTION OF STEEL EXCELLENT IN WEAR RESISTANCE AND ROLLING FATIGUE CHARACTERISTIC

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a steel member where superior surface hardness is secured without causing deterioration of toughness and which shows 'wear resistance' sufficiently satisfactory, e.g. as power transmission members for various equipment and 'rolling fatigue strength in the temp. region between ordinary temp. and 300°C'.

CONSTITUTION: A steel which has a composition containing 0.1-0.7% C, ≤2.0% Si, 1.0-17.0% Cr, ≤5.0% Ni, and 0.0010-0.0050% B or further containing one or ≥2 kinds among ≤5.0% Mo, 0.01-1.0% Nb, and 0.01-1.0% V is subjected to preliminary carburizing to undergo the regulation of carbon content in the surface layer to a value in the range [exceeding the eutectoid point and lower than the Acm transformation point] and this surface layer is formed into a structure composed essentially of pearlite or bainite by means of air cooling. Successively, spheroidizing annealing is applied to the above steel to form the surface layer part into a structure of [ferrite + spheroidal cementite] and carburizing treatment is done at 750-1000°C to regulate the carbon content in the surface to a value of ≥Acm point. Succeedingly, the steel is subjected to hardening treatment from 900-750°C and then to tempering treatment.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-59527

(43)公開日 平成5年(1993)3月9日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	FI	技術表示箇所
C 2 3 C 8/22		8116-4K		
C 2 1 D 6/00		D 9269-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A	7217-4K		
38/54				

審査請求 未請求 請求項の数4(全7頁)

(21)出願番号 特願平3-240623

(22)出願日 平成3年(1991)8月27日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 村井 暢宏

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 今井 毅

(54)【発明の名称】 耐摩耗性及び転動疲労性に優れた鋼の製造法

(57)【要約】

【目的】 韌性劣化を伴うことなく優れた表面硬度が確保されていて、各種機器類の動力伝達部材等として十分に満足できる“耐摩耗性”と“常温から300℃の温度域における転動疲労強度”を発揮する鋼部材の製造手段を確立する。

【構成】 C:0.1~0.7%, Si:2.0%以下, Cr:1.0~17.0%, Ni:5.0%以下, B:0.0010~0.0050%, を含むか、或いは更にMo:5.0%以下, Nb:0.01~1.0%, V:0.01~1.0%, の1種又は2種以上をも含む鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を超えA_{cm}変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメンタイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をA_{cm}変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施す。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量割合にて

C : 0.1 ~ 0.7 %, Si : 2.0 %以下, Cr : 1.0 ~ 17.0 %,

Ni : 5.0 %以下, B : 0.0010 ~ 0.0050 %

を含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、耐摩耗性及び常温から300℃の温度域での転動疲労強度に優れた鋼の製造法。

【請求項2】 重量割合にて

C : 0.1 ~ 0.7 %, Si : 2.0 %以下, Cr : 1.0 ~ 17.0 %,

Ni : 5.0 %以下, B : 0.0010 ~ 0.0050 %, Mo : 5.0 %以下

を含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、耐摩耗性及び常温から300℃の温度域での転動疲労強度に優れた鋼の製造法。

【請求項3】 重量割合にて

C : 0.1 ~ 0.7 %, Si : 2.0 %以下, Cr : 1.0 ~ 17.0 %,

Ni : 5.0 %以下, B : 0.0010 ~ 0.0050 %

を含有すると共に、更に

Nb : 0.01 ~ 1.0 %, V : 0.01 ~ 1.0 %

の1種又は2種を含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、耐摩耗性及び常温から300℃の温度域での転動疲労強度に優れた鋼の製造法。

【請求項4】 重量割合にて

C : 0.1 ~ 0.7 %, Si : 2.0 %以下, Cr : 1.0 ~ 17.0 %,

2

Ni : 5.0 %以下, B : 0.0010 ~ 0.0050 %, Mo : 5.0 %以下

を含有すると共に、更に

Nb : 0.01 ~ 1.0 %, V : 0.01 ~ 1.0 %

の1種又は2種を含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、耐摩耗性及び常温から300℃の温度域での転動疲労強度に優れた鋼の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、各種機器類の動力伝達部材用等として好適な“耐摩耗性”と“常温から300℃の温度域での転動疲労強度”が優れた鋼の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来技術とその課題】近年、例えば自動車産業界での燃費向上施策等に見られるように各種機械、設備における使用部材の軽量化要請が高まっているが、これに応じるためには軽量化と同時に材料の高強度化も必要となる。特に、動力伝達部材の場合には軽量化に伴って部材が負担する応力は相応に大きくなるので、材料の高強度化は一層重要な要件となってくる。

【0003】ところで、従来から知られている“鋼材料の高強度化に有効な熱処理手段”の1つに“浸炭処理”があるが、この浸炭処理は鋼の表面硬化法の1種であり、鋼部材の耐摩耗性、曲げ疲労強度、転動疲労強度の向上に効果的である。しかしながら、通常の浸炭処理では、上記諸特性改善に有効な“表面硬度の上昇”に限界がある。その理由は、表面硬化が“表面層の高炭素化”と“マルテンサイト変態の機構”のみに依存しているからであり、通常の浸炭によって得られる表面硬度はビッカース硬さ(Hv)で800程度が限界である。

【0004】そこで、上記問題を解決するためCを多量に浸透拡散させて鋼の表面部に炭化物を析出させる“高炭素浸炭技術”が生み出された。この高炭素浸炭技術を用いると、上述した通常浸炭処理での表面硬化機構に加えて、硬質の炭化物をマトリックスの高炭素マルテンサイト中に分散させる効果も確保できるので、鋼の表面硬度をHv 850~900程度にまで上昇させることが可能である。しかし、この方法にも次のような問題があった。即ち、“高炭素浸炭”は通常浸炭の場合よりも浸炭雰囲気中のカーボンポテンシャル(C.P)を高くし、固溶限を超えてオーステナイト中へCを侵入させることにより

炭化物を析出させる技術であるが、この際に析出する炭化物は一般に網状又は塊状の粗大なものとなりがちであって鋼の靱性低下を招き、転動疲労寿命等にも悪影響を及ぼすことが指摘されたのである。

【0005】このため、高炭素浸炭処理を行うに際して事前浸炭を行い、引き続く冷却によって表層部をベイナイト、パーライト或いはマルテンサイト組織とし、このベイナイト、パーライト中の炭化物、或いは昇温中にマルテンサイトの中から生成する炭化物を炭化物析出浸炭の際の析出核として利用することで球状の炭化物を析出させようとの提案もなされた（特開昭55-69252号）。ところが、浸炭処理の前組織をパーライトにした場合には、パーライト中の炭化物はフレーク状であるので炭化物析出浸炭過程で十分に球状化された炭化物が析出し難く、また前組織をベイナイト、マルテンサイトにした場合には硬度が高くなるので前組織での加工が困難となり、何れも動力伝達部材用鋼等の製造手段としては好ましいとは言えなかった。

【0006】このようなことから、本発明が目的としたのは、靱性劣化を伴うことなく優れた表面硬度が確保されていて、各種機器類の動力伝達部材等として十分に満足できる「耐摩耗性」と「常温から300℃の温度域における転動疲労強度」を発揮する鋼部材の製造手段を確立することであった。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者は、上記目的を達成すべく、特に前記高炭素浸炭処理の長所を生かしつつ浸炭層の靱性改善につながると考えられる析出炭化物を微細化する手段を求めて、「浸炭により鋼の表層部に炭化物を効果的に析出・分散させるためには、原則として浸炭前の組織の中に炭化物析出浸炭時の析出サイトとなるべき核を予め分散させておく必要がある」との観点に立って鋭意研究を重ねた。即ち、「前組織の中に前記核の分散が無ければ浸炭時における炭化物の析出は優先的にオーステナイト粒界で起きることとなって機械構造部品として必要な靱性が大幅に劣化する」との認識から、120～300℃の温度域においても高い転動疲労寿命を確保すると共に靱性を劣化させないためには、高炭素浸炭処理に当ってオーステナイト粒界への炭化物析出を極力阻止してオーステナイト粒内に炭化物を析出させることが必要であり、それには浸炭の前組織に炭化物の析出サイトとなる核を分散させておくことが不可欠であると考えたからである。

【0008】そして、上記観点から行われた種々の研究により、本発明者は次のような事実を見出したのである。

a) 浸炭によって炭化物を析出させる際、析出サイトとして最も有効に働く核は「浸炭時に析出する炭化物の結晶構造と同じもの」であり、核としてこのようなものを選ぶことが重要である。例えば、浸炭時に析出する炭化

物がM₃C型の場合には、前組織にM₃C型の炭化物を予め分散しておけば、浸炭にて粒内に均一に炭化物を析出させることが可能となる。

【0009】b) ところで、前記析出核は炭化物析出浸炭の際にマトリックス中へ溶解してはならない。浸炭中に核（炭化物）がマトリックス中へ溶解すると、浸炭による炭化物の析出は粒界において優先的に生じることとなる。このため、炭化物析出浸炭は、核がマトリックスに完全に溶解しない「温度-時間バランス」で行う必要がある。

【0010】c) 前記条件に沿う炭化物析出浸炭の前組織としては、球状化焼鈍組織を挙げることができる。即ち、該組織の球状化した炭化物は炭化物析出浸炭の際に不溶で安定な炭化物の析出核として有効に作用し、同一結晶構造の炭化物の析出を促す。そして、中、低炭素鋼においてこの球状化焼鈍組織を実現するには、該鋼を事前浸炭し表面を高炭素化してから球状化処理する手法が効果的である。

【0011】d) 従って、中、低炭素軸受鋼を事前浸炭して表層部を高炭素化してから炉冷等により徐冷して〔フェライト+球状化炭化物〕組織とし、この後に炭化物析出浸炭を実施すると、事前浸炭部の球状化炭化物を核にして鋼表面の結晶粒内に炭化物が微細に分散析出され、靱性の著しい劣化を伴うことなく鋼の表面硬度が顕著に上昇して耐摩耗性が改善される上、前記炭化物の微細分散析出により転動疲労寿命も向上する。

【0012】本発明は、上記知見事項等を基にして完成されたものであり、

「C：0.1～0.7%（以降、成分割合を表わす%は重量%とする）、

Si：2.0%以下、 Cr：1.0～17.0%、 Ni：5.0%以下、

B：0.0010～0.0050%

を含むか、或いは更に

Mo：5.0%以下、 Nb：0.01～1.0%、 V：0.01～1.0%

の1種又は2種以上をも含み、残部がFe及び不可避免的不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を超えA_{cm}変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメンタイト〕組織と成した後、750～1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をA_{cm}変態点以上に調整し、引き続いて900～750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことにより、耐摩耗性及び常温から300℃の温度域での転動疲労強度に優れた鋼を安定提供し得るようにした点」に大きな特徴を有している。

【0013】なお、上記本発明法においては、球状化焼鈍後の炭化物析出浸炭の前に機械加工（冷間鍛造加工

10

20

30

40

50

等)を施しても良い。球状化焼鈍後の組織は〔フェライト+球状化セメントイト〕組織となっているので加工性に優れており、従って、形状を整えるのが非常に容易だからである。

【0014】次に、本発明において適用鋼の化学成分組成及びその処理条件を前記の如くに限定した理由を説明する。

(A) 鋼の化学成分組成

C

Cは鋼の硬度を確保する作用を有しているが、その含有量が0.1%未満であると芯部の強度不足を招き機械部品として必要な基本的性能を確保できなくなる。一方、0.7%を超えてCを含有させると材料芯部の靱性を大幅に損ね、やはり機械部品としての所望性能を確保できなくなる。特に、本発明は炭化物析出により鋼表面を強化する表面硬化手段を取り入れたものであるが、表面硬化を行う場合には硬化により著しく低下した表面の靱性を芯部の靱性で補う必要があるため芯部に十分な靱性を確保することが非常に重要であり、それ故にC含有量の上限には十分に注意しなければならない。従って、C含有量は0.1～0.7%と定めた。

【0015】Si

Siには基地組織のマルテンサイトに固溶してマルテンサイトを強硬化する作用があるが、一方で炭化物析出浸炭の際に炭化物を析出させ難くする作用をも有しており、2.0%を超えてSiを含有させると炭化物が析出しなくなる恐れがある。従って、Si含有量は2.0%以下と定めた。

【0016】Cr

Crは炭化物析出元素であり、炭化物析出浸炭の際の析出反応を促進する作用があるが、その含有量が1.0%未満では炭化物析出反応の促進作用が不十分で、浸炭処理中に核である球状化炭化物も凝集粗大化してしまい、表面硬度向上に寄与する炭化物分散組織を得ることができない。一方、17.0%を超えてCrを含有量させても上記作用による効果が飽和してしまつて経済的な不利を招くようになる。従って、Cr含有量は1.0～17.0%と定めた。

【0017】Ni

Niも、Siと同様、基地組織のマルテンサイトに固溶してこれを強硬化する作用を有しており、この作用を通じて靱性を向上させる効果を発揮するが、一方で炭化物析出浸炭処理時に炭化物を析出させ難くする作用もある。特に、Ni含有量が5.0%を超えると炭化物の析出が不十分となることから、Ni含有量については5.0%以下と定めた。

【0018】B

Bには浸炭部の靱性を向上させる作用があるが、その含有量が0.0010%未満であると上記作用による所望の効果が得られず、一方、0.0050%を超えて含有させてもそれ以上の向上効果が認められないことから、B含有量は0.

0010～0.0050%と定めた。

【0019】Mo

Moは、Ni及びSiと同様、基地組織であるマルテンサイトに固溶して強硬化させる作用のほか、Crほどではないが浸炭地の炭化物析出反応を促進させる作用をも有していることから必要により含有せしめられるが、5.0%を超えて含有させても基地強硬化による靱性向上効果が飽和してしまうので、Mo含有量は5.0%以下と定めた。

【0020】Nb及びV

Nb並びにVには何れも浸炭中にCと結合してMC型の特殊炭化物となり、Fe、Crの炭化物と共に分散析出して耐摩耗性と靱性向上作用を向上させる作用があるので、必要により1種又は2種が添加されるが、何れも含有量が0.01%未満であると上記作用による所望の効果が得られず、一方、1.0%を超えて含有させても靱性向上効果が飽和してしまう。従って、Nb及びVの含有量は、それぞれ0.01～1.0%と定めた。

【0021】(B) 前処理(事前浸炭、球状化焼鈍処理等)

炭化物析出浸炭によって球状化炭化物を微細分散させるためには、炭化物の析出核の存在する前組織が必要である。そして、事前浸炭は鋼の表層部を高炭素化させて析出核を形成する下地を作るために欠かせない処理である。

【0022】事前浸炭によって鋼表層のC量を共析点を超える値に調整する理由は、炭化物析出浸炭中にあっても析出核を安定に残しておくことにあり、共析点以下のC量では炭化物析出浸炭中に析出核が消失してしまつて炭化物の微細分散析出が困難になる。一方、該事前浸炭によって増加する鋼表層のC量をAcm変態点未満に抑える理由は、この処理中に炭化物を析出させないことにある。即ち、析出核として好適な炭化物の析出は次プロセスである球状化焼鈍で行われるため、この事前浸炭処理においてはその準備として表面の固溶C量を高くしておくことが重要だからである。

【0023】事前浸炭後の空冷は、浸炭部をパーライト或いはベイナイトを主体とする組織とし、次プロセスである球状化焼鈍にて結晶粒内に炭化物を均一に分散させるために必要である。なお、この場合の冷却速度は特に制限されるものではない。

【0024】球状化焼鈍処理は、上述したように、炭化物析出浸炭の際に析出核となる好適な炭化物が均一分散した組織、即ち〔フェライト+球状化セメントイト〕組織を得るために実施される。なお、球状化焼鈍には恒温保持法と徐冷法とがあるが、何れによって得られる炭化物も析出核としての作用は変わらないので、その処理法を格別に指定する必要はない。

【0025】(C) 炭化物析出浸炭処理

炭化物析出浸炭処理は、先立つ球状化焼鈍で生成された

炭化物を核にして更なる炭化物を球状微細に析出させ、鋼表面部の硬度や軟化抵抗を増大させて転動疲労強度、耐摩耗性を向上させるために施される。なお、上述のように転動疲労強度、耐摩耗性向上のためには表面硬度を上昇させることが必要であり、このためには炭化物の分散析出に加えてマトリックスをC量がAcm変態点以上の高炭素マルテンサイトにする必要がある。そして、高炭素マルテンサイトを得るためにはC固溶度が大きいオーステナイト領域で浸炭する必要がある。しかし、浸炭温度が750℃未満ではオーステナイト領域での浸炭が不可能となる。一方、1000℃を超える温度域で浸炭すると炭化物析出の核となる球状化焼鈍炭化物が消失するので、浸炭によって供給される炭化物はオーステナイト粒界に粗大化して析出することとなり、靱性、転動疲労強度を劣化させる。従って、浸炭処理温度は750～1000℃と定めた。

【0026】浸炭処理の方法としては固体法、塩浴法、ガス法、イオン法があるが、何れの方法によっても本発明の目的を達成できるので特に指定する必要はない。また、浸炭時間については、製品によって必要な炭化物分散層の濃度が変わるのでそれに応じて適正な時間を選ぶ必要がある。

【0027】(D) 焼入れ処理

焼入れ処理は、マトリックスを高炭素マルテンサイトに変態させ、炭化物析出層及び芯部の硬度を上昇させるために実施される。ここで、焼入れによって高炭素マルテンサイトを得ようとする一般には高温相のオーステナ

イトがマトリックスの中に残留しがちである。これを“残留オーステナイト”と称するが、多量に残留すれば表面硬度の低下と寸法変化を引き起こす。そして、焼入れ温度が高くなるほど残留オーステナイトは多量に残留するようになる。特に、900℃を超える温度域から焼入れを行うと急激に残留オーステナイトが増加し、表面硬度の低下と寸法変化が著しくなる。一方、マトリックスを高炭素マルテンサイトにするためにはオーステナイト域から焼入れる必要があるが、焼入れ温度が750℃未満であるとオーステナイト域からの焼入れが不可能となる。従って、焼入れ温度は900～750℃と定めた。

【0028】(E) 焼戻し処理

焼戻しは、焼入れによって生成した高炭素マルテンサイトに靱性を付与するため施される。この場合、焼戻し温度は特に限定されるものではないが、使用温度よりも50～100℃高い温度で行うことが望ましい。

【0029】続いて、本発明の効果を実施例によって更に具体的に説明する。

【実施例】表1に示す如き成分組成の鋼を真空溶製し、得られた鋳塊を熱間鍛造して各々直径70mmと直径20mmの丸棒材を製作した。次に、各丸棒材から機械加工により「直径60mm、厚さ7mmの円盤状試験片」と「直径15mm、長さ(厚さ)20mmの試験片」を作成し、表2に示す条件の熱処理を施した。

【0030】

【表1】

供試鋼	化 学 成 分 (重量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	B	Mo	Nb	V
A	0.40	0.25	0.43	0.008	0.003	3.5	0.03	0.0023	—	—	—
B	0.21	0.24	0.42	0.009	0.004	3.4	0.02	0.0024	—	—	—
C	0.21	0.26	0.44	0.008	0.004	5.9	0.03	0.0019	—	—	—
D	0.22	0.27	0.45	0.008	0.003	5.5	2.01	0.0019	—	—	—
E	0.21	1.01	0.43	0.009	0.005	5.8	0.03	0.0020	—	—	—
F	0.22	0.23	0.43	0.008	0.005	3.4	0.02	0.0019	2.01	—	—
G	0.22	0.24	0.43	0.007	0.004	3.5	0.03	0.0022	—	0.052	—
H	0.21	0.26	0.45	0.008	0.004	3.6	0.02	0.0021	—	—	0.210
I	0.22	0.24	0.44	0.008	0.005	3.6	0.02	0.0017	2.10	0.065	0.350
J	0.21	1.02	0.46	0.008	0.004	12.1	0.03	0.0021	—	—	—
K	0.31	1.03	0.44	0.010	0.005	15.3	0.03	0.0026	—	—	—
L	0.22	1.01	0.46	0.009	0.005	12.1	4.60	0.0019	—	—	—
M	0.22	*2.33	0.43	0.008	0.003	3.4	0.03	0.0020	—	—	—
N	0.21	0.26	0.44	0.008	0.003	3.4	*5.50	0.0021	—	—	—
O	0.23	0.24	0.43	0.009	0.004	*20.2	0.02	0.0018	—	—	—
P	0.23	0.28	0.46	0.008	0.006	3.8	0.03	0.0028	*5.30	—	—
Q	0.22	0.26	0.45	0.007	0.005	3.6	0.03	0.0018	—	*1.150	—
R	0.21	0.27	0.43	0.009	0.003	3.4	0.03	0.0021	—	—	*1.06
S	0.21	0.26	0.68	0.009	0.003	2.63	0.01	* —	—	—	—
T	0.21	0.24	0.42	0.009	0.004	3.40	0.02	* —	—	—	—
U	0.22	0.25	0.41	0.009	0.004	3.40	0.04	*0.0008	—	—	—
V	0.21	0.23	0.41	0.009	0.004	3.40	0.04	*0.00053	—	—	—

(注1) 残留成分はFe及び不可避免的不純物である。

(注2) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

11

12

試験 番号	供 試 鋼	処 理 条 件	250℃での振動 疲労寿命 [L ₅₀] (hr)	表面硬さ [HV] (0.1mm深さ)	炭化物の 平均粒径 (μ m)
本 発 明 例	1 A	925℃×6hr浸炭(C:P=0.5~0.8%) → 空冷 → 球状化焼鈍 → 高炭素浸炭処理(860℃×10hr) → 50℃油中へ焼入れ → 350℃焼戻し [処理イ]	9.8×10^4	801	1.6
	2 B		7.1×10^4	803	1.6
	3 C		9.7×10^4	821	1.5
	4 D		1.02×10^5	808	1.5
	5 E		7.2×10^4	801	1.7
	6 F		8.5×10^4	826	1.4
	7 G		1.0×10^5	820	1.3
	8 H		1.1×10^5	809	1.2
	9 I		1.2×10^5	831	1.2
	10 J	一方、浸炭後925℃×6hr浸炭 → 拡散処理は炭化物の溶体化 → 一方、浸炭後高炭素浸炭処理(860℃×10hr) → 50℃油中へ焼入れ → 350℃焼戻し [処理ロ]	2.4×10^4	958	1.2
	11 K		3.5×10^4	961	1.3
	12 L		3.4×10^4	928	1.2
比 較 例	13 *M	上記の [処理イ]	6.1×10^4	738	1.7
	14 *N		9.9×10^4	741	1.6
	15 *O	上記の [処理ロ]	3.3×10^4	940	1.9
	16 *P	上記の [処理イ]	9.8×10^4	828	1.7
	17 *Q		9.7×10^4	858	1.7
	18 *R		9.9×10^4	849	1.3
従 来 例	19 *S	* 925℃×6hr浸炭(C:P=0.5~0.8%) → 空冷 → 高炭素浸炭処理(860℃×10hr) → 50℃油中へ焼入れ → 350℃焼戻し	5.4×10^4	785	3.8
	20 *T	上記の [処理イ]	6.5×10^4	806	1.5
	21 *U		6.4×10^4	803	1.5
	22 *V		6.7×10^4	805	1.5

(注) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0032】次いで、上記熱処理を施した「直径60mm、厚さ7mmの円盤状試験片」の表面を鏡面研磨した後、各々について振動疲労試験(スラスト式)を行った。なお、試験条件は
接触応力: 560kgf/mm²,
油温: 250℃,
鋼球: 3/8" 適正仕上軸受鋼
に設定した。

【0033】一方、「直径15mm、長さ20mmの試験片」にて表面(表面下0.1mm)の硬度と表面部の炭化物粒径を調査した。

【0034】これらの結果を表2に併せて示す。表2に示される結果からも明らかなように、本発明で規定する条件に従って製造された鋼材では、何れも優れた耐摩耗性を裏付ける高い表面硬度を有すると共に、250℃という温間での振動疲労寿命が何れも従来品に比べ顕著に向上していることが確認できる。これは、炭化物析出浸炭に先立ち、事前浸炭によりC量調整を行った素地から*

* 炉冷により炭化物が微細分散した前組織を形成しておいた場合には、炭化物析出浸炭によって生じる炭化物がより球状となって均一微細に分散することとなり、温間での振動疲労寿命の大幅な改善につながったものと考えられる。また、本発明に係わる鋼材は何れも高炭素浸炭用鋼として提案された「試験番号19」に係わる鋼材よりも炭化物が細かく分散しており、表層部の靱性も優れているであろうことが確認される。

【0035】

【効果の総括】以上に説明した如く、本発明によれば、従来の高炭素浸炭法に指摘されていた炭化物粗大析出の問題点が解消され、表面層に微細炭化物が高い濃度で析出して優れた振動疲労寿命、耐摩耗性、表層部靱性を示す鋼材を安定提供することができ、各種機器類の動力伝達部材等に適用してその性能・寿命を一段と向上させることが可能となるなど、産業上極めて有用な効果がもたらされる。